

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ НА ОСНОВЕ КИНЕТИКИ РАСПАДА ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА

Рифель А. А.¹

Руководитель – к.т.н. Окишев К. Ю.²

¹ИТЦ ОАО «ЧМК», г. Челябинск

²Кафедра ФМ и ФТТ, ЮУрГУ, г. Челябинск

При внедрении современных методов термической обработки очень важное значение приобретает возможность теоретического предсказания кинетики превращения переохлажденного аустенита. Это не только позволяет расчетным путем получать изотермические и термокинетические диаграммы, но и характеризовать изменение механических свойств стали при обработке по заданному режиму.

В своей работе мы поставили цель выбрать модель, универсально описывающую кинетику распада переохлажденного аустенита в низколегированных сталях, и на ее основе разработать методику расчета изотермических диаграмм и кривых торцевой прокаливаемости.

Нами был проанализирован ряд литературных источников, среди которых особо следует выделить работу Киркальди, а также работы Бхадешиа. Оба автора предлагают модели, которые ставят кинетику превращения в зависимость от состава стали.

Модель Бхадешиа позволяет оценить величину инкубационного периода диффузионного и промежуточного превращений в зависимости от изменения свободной энергии системы, однако не описывает развитие превращения во времени, поэтому предпочтение было отдано модели Киркальди.

Согласно модели Киркальди можно определить время, необходимое для превращения любой объемной доли исходной фазы в фазу-продукт. Предлагаемые Киркальди формулы являются частным случаем классического выражения Аврами, описывающего кинетику изотермического превращения. Зависимости эффективных коэффициентов диффузии для аустенит-ферритного, аустенит-перлитного и аустенит-бейнитного превращений носят эмпирический характер.

Для применения модели Киркальди необходимо знать температуры, при охлаждении ниже которых аустенит становится неустойчив по отношению к продукту. В качестве этих параметров были взяты температуры, соответствующие асимптотам к С-образным кривым. Для этого нами методом множественной регрессии были получены формулы, связывающие температуры начала превращения с химическим составом стали. Температура начала мартенситного превращения определялась по формуле Эндрюса.

Сравнение результатов моделирования для достаточно большого набора сталей с экспериментальными данными показало, что в первоначальном виде модель Киркальди недостаточно точно описывает кинетику превращения, поэтому мы внесли в нее некоторые изменения.

Для удобства численных расчетов интеграл $I(f)$ был заменен практически идеально аппроксимирующей его функцией. Параметры K' и n в этой функции для каждого превращения были приняты такими, чтобы расчетные С-образные кривые начала и конца превращения более точно соответствовали экспериментальным. После внесения этих изменений наметилось большее согласие расчетных и опытных кривых, особенно явно – в бейнитной области.

Воспользовавшись правилом аддитивности Шейля, аналитическое выражение которого известно как интеграл Штейнберга, можно от модели Киркальди, описывающей превращение в изотермических условиях, перейти к условиям непрерывного охлаждения.

В основе расчета кривой торцевой прокаливаемости лежит определение объемных долей феррита, перлита, бейнита, мартенсита и остаточного аустенита в зависимости от расстояния до водоохлаждаемого торца. Если известна функция твердости стали от количества структурных составляющих, становится возможным расчет распределения твердости по длине образца. Путем анализа экспериментальных данных нами была получена формула, связывающая твердость стали с объемной долей мартенсита в структуре и содержанием углерода. Объемные доли продуктов превращения аустенита рассчитывались по видоизмененным формулам Киркальди с учетом условий непрерывного охлаждения.

Расчеты изотермических диаграмм и кривых торцевой прокаливаемости для различных низко- и среднелегированных конструкционных сталей показали, что приемлемое соответствие расчетных и экспериментальных данных наблюдается лишь в одной трети случаев.

В результате мы пришли к следующим выводам:

- основной проблемой, возникающей при моделировании процессов превращения переохлажденного аустенита, является их зависимость от химического состава стали. Эмпирические модели (например, Киркальди) не обеспечивают достаточной точности описания кинетики превращения;
- для более точного расчета процессов изотермического распада аустенита необходимо строгое моделирование процессов диффузии, протекающих при охлаждении;
- для получения адекватных кривых торцевой прокаливаемости необходим учет зависимости твердости продуктов распада аустенита от температуры их образования и химического состава стали.